

Influencia de la composición y el tratamiento térmico en las propiedades mecánicas de aleaciones de bronce al aluminio(·)

I. Cenoz-Echeverría* y J. Fernández-Carrasquilla*

Resumen

Los cuproaluminios son aleaciones de cobre con contenidos de aluminio del 5-12 % que pueden incorporar hierro, níquel, y manganeso para formar una familia de aleaciones con unas excelentes propiedades de resistencia mecánica y a la corrosión. En el presente artículo se estudia el efecto que la relación Ni:Fe y que los tratamientos térmicos ocasionan en las propiedades mecánicas como dureza, límite elástico, tensión de rotura, alargamiento, módulo de elasticidad, coeficiente de Poisson, tenacidad a la fractura estática, resiliencia, fatiga y propagación de grieta. Para ello, se analizan tres aleaciones en tres estados. Las composiciones nominales son Cu-Al10-Fe3, Cu-Al10-Fe5-Ni5 y Cu-Al10-Fe4-Ni8. Las estructuras de las aleaciones son las correspondientes a: bruto de colada, temple y temple seguido de revenido. La caracterización del módulo de elasticidad y coeficiente de Poisson, así como los ensayos de tracción y resiliencia, se realizan a -20 °C, 24 °C y 100 °C.

Palabras clave

Cuproaluminio. Fatiga. Fractura.

Influence of the composition and heat treatments in the mechanical properties of aluminium bronze alloys

Abstract

Aluminium bronzes are copper-base alloys containing aluminium within the limits between 5-12 %. Additions of Fe, Ni and Mn are used as alloying elements forming a family of complex alloys noted for their exceptional strength and corrosion resistance. In present paper the Ni:Fe ratio and heat treatments have been analyzed by determining the mechanical properties for three different aluminium bronze alloys containing Cu-Al10-Fe3, Cu-Al10-Fe5-Ni5 and Cu-Al10-Fe4-Ni8. The effect of as cast, quenched and quenched and tempered structures has been investigated regarding hardness, proof and ultimate tensile strength, elongation, modulus of elasticity, Poisson ratio, fracture toughness, fatigue strength, crack propagation and Charpy impact properties. The influence of temperature has been studied by testing the elastic modulus, Poisson ratio, the proof stress, tensile strength and the Charpy impact properties at -20 °C, 24 °C and 100 °C.

Keywords

Aluminium bronze. Fatigue. Fracture.

1. INTRODUCCIÓN

Los bronce al aluminio o cuproaluminios son aleaciones con base cobre que contienen de un 5 a un 12 % de aluminio y que pueden incorporar otros elementos, como hierro, níquel, y manganeso. Modificando la concentración de los elementos de aleación se crea una familia de aleaciones con unas excelentes propiedades de resistencia mecánica y a la corrosión. Estas propiedades, superiores a las que

presentan los aceros de bajo contenido en carbono o las fundiciones de hierro, hacen que estas aleaciones sean unas de las más versátiles que existen. Entre sus aplicaciones principales destacan la construcción de hélices marinas de gran tonelaje, rodetes y palas de turbinas hidráulicas, válvulas y carcassas para grupos de bombeo de fluidos corrosivos, componentes estructurales para lanzamiento de misiles submarinos^[1], así como cojinetes, engranajes, horquillas selectoras de velocidades, anillos de

(·) Trabajo recibido el día 17 de abril de 2006 y aceptado en su forma final el día 8 de marzo de 2007.

* Universidad Pública de Navarra, Dpto. de Ingeniería Mecánica, Energética y de Materiales, Campus de Arrosadía, 31006, Pamplona, España.

sincronización, herramientas antideflagrantes y equipos amagnéticos.

Las propiedades mecánicas de los bronce al aluminio dependen, en gran medida, del contenido de aluminio y del tratamiento térmico aplicado^[2]. Para concentraciones de aluminio inferiores al 8 % en peso, las aleaciones presentan una microestructura compuesta por solución sólida fase α (solución sólida de aluminio en cobre). Para concentraciones de 8-12 % en peso, aparece una segunda fase β , por encima de 565 °C que, o bien produce una reacción eutectoide ($\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$), o bien se transforma en β' (fase β retenida), dependiendo de la velocidad de enfriamiento. El hierro es el elemento de aleación más importante después del aluminio. La solubilidad del hierro en cobre es de 0,5-1 % en peso. El hierro y el níquel se combinan con el aluminio formando fases intermetálicas complejas denominadas κ ^[3 y 4]. El exceso de hierro aumenta la resistencia de la aleación mediante la precipitación de finas partículas de segunda fase^[4]. La adición de níquel ocasiona también la aparición de precipitados cuya composición y morfología depende de la concentración relativa de níquel y hierro^[5].

En la figura 1a), se observa que la transformación eutectoide de la aleación binaria, $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$, ha desaparecido en la aleación compleja (Fig. 1b)), apareciendo en cambio una fase adicional denominada κ . También se observa que el campo de esta α se ve ampliado como consecuencia de que la fase κ disuelve aluminio de la matriz α ^[2].

Ante el interés industrial de disponer de aleaciones con mejores propiedades mecánicas, se estableció como objetivo analizar el efecto, en dichas propiedades, de aumentar la relación Ni:Fe de los cuproaluminios. Para ello, se seleccionaron tres aleaciones cuyas composiciones nominales son 10 % Al, 3 % Fe, resto Cu; 10 % Al, 5 % Fe, 5 % Ni, resto Cu; y 10 % Al, 4 % Fe, 8 % Ni, resto Cu, (% en peso). Las dos primeras aleaciones son comerciales cuya denominación UNE-EN 1982:1998 es CuAl10Fe2-C y CuAl10Fe5Ni5-C. La tercera aleación es experimental. Las aleaciones fueron estudiadas en los estados correspondientes a bruto de colada, temple desde 850 °C y temple desde 850 °C seguido de revenido hasta 600 °C.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Los cuproaluminios estudiados se fabricaron en la empresa Miasa, de Pamplona, España, mediante colada en coquilla de tres placas, (150 mm \times 250 mm \times 50 mm) para cada una de las tres aleaciones consideradas. Posteriormente, se obtuvieron, mediante mecanizado, los diferentes tipos de probetas. Los tratamientos térmicos de temple y temple seguido de revenido, se aplicaron sobre probetas mecanizadas. Las probetas templadas se calentaron hasta 850 °C, manteniéndolas durante 2 h para, posteriormente, realizar un enfriamiento brusco en aceite. Para el tratamiento de temple seguido de revenido, se realizó

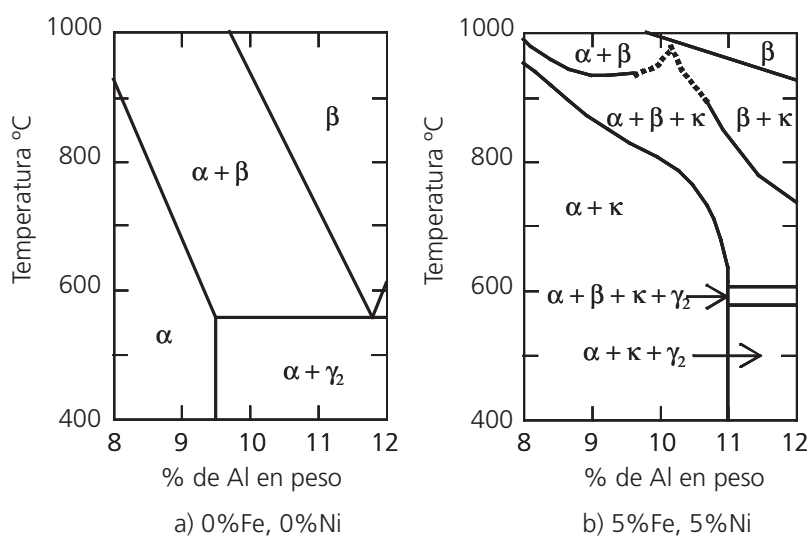


Figura 1. Diagramas fase de equilibrio para a) cuproaluminio Cu-Al, b) cuproaluminio con 5 % Fe y 5 % Ni como elementos de aleación.

Figure 1. Equilibrium phase diagrams for (a) aluminium bronze Cu-Al, and (b) aluminium bronze with 5 % Ni and 5 % Fe as alloying elements.

el temple desde 850 °C, del modo descrito para, a continuación, calentar de nuevo las probetas hasta los 600 °C, manteniéndolas durante 2 h y procediendo a su enfriamiento en aire, hasta alcanzar la temperatura de 24 °C, lo que se realizaba en 6 h.

La composición química de los bronce se analizó a partir de muestras extraídas de los bloques mencionados. Para ello, se utilizó un espectrómetro *Spectrolab V 1.20*, de Spectro Analytical Instruments GmbH, que se calibró, previamente, empleando un patrón.

Las propiedades mecánicas referidas a la caracterización del módulo de elasticidad y coeficiente de Poisson, así como a los ensayos de tracción y resiliencia, se determinaron a -20, 24 y 100 °C. Para ello, las probetas se ensayaron en el interior de una cámara climática Dycometal serie CET, modelo 30/49, certificada para ensayos desde -30 °C hasta 150 °C con una incertidumbre $\pm 0,30$ °C. Las probetas se estabilizaron dentro de la cámara, antes del ensayo, por espacio de 2h. La cámara climática se montó sobre un banco de ensayos dinámico ME-406/5 de 50 kN, de la casa Servosis.

Para la determinación del módulo de elasticidad y coeficiente de Poisson se empleó una probeta cilíndrica con extremos roscados según ASTM E466 (\varnothing 6,36 mm \times 60 mm) para cada aleación, en estado bruto de colada y a las tres temperaturas indicadas, totalizando nueve probetas, que se instrumentaron con bandas extensométricas (rosetas 2D-90°) modelo CEA-06-062UT-120 de la casa Micro-Measurements y conectadas a un puente de extensometría portátil AC Strain AS1201 de NEC San-ei Instruments, Lt.

Para los ensayos de fatiga se emplearon probetas cilíndricas con extremos roscados según ASTM E466 (\varnothing 6,36 mm \times 60 mm) con tipo de carga uniaxial de tracción-compresión ($R = -1$). Se consideraron tres niveles de tensión para cada curva S-N (tensión-nº ciclos) y para cada uno de estos niveles se ensayaron tres probetas, totalizando, 27 ensayos para cada aleación y 81 ensayos en total.

Inicialmente, se planteó la realización de ensayos de tenacidad a la fractura empleando probetas SENB (Single Edge Notch Bend) (110 mm \times 22 mm \times 11 mm) y probetas compactas C(T) (62,5 mm \times 60 mm \times 25 mm) según ASTM E1820-01. Sin embargo, la capacidad máxima de carga (50kN) del banco de ensayos empleado, no permitió la fractura de las probetas compactas C(T) de 25 mm de espesor. Se determinó, entonces, la tenacidad a la fractura K_{IC} y la integral J, únicamente para las probetas SENB. Se realizó un ensayo por condición y material, a la temperatura de 24 °C y humedad relativa de 60 %. La medición de la apertura de grieta se realizó empleando un

extensómetro modelo 3541-005M-100-ST de Epsilon Technology Corporation.

A partir de probetas SENB fracturadas y de probetas compactas C(T) de 25 mm de espesor, se mecanizaron probetas cilíndricas proporcionales, de 16 mm² de sección, para ensayos de tracción. Del mismo modo se fabricaron probetas de 10 mm \times 10 mm \times 55 mm con entalla tipo KV, según normas UNE 7475-1 / EN 10045-1, para los ensayos de resiliencia.

Se realizaron tres ensayos de resiliencia y cinco ensayos de tracción para cada material, condición y temperatura. En los ensayos de resiliencia se utilizó un péndulo Charpy marca RPK, modelo 300. Los ensayos de tracción se realizaron en el interior de la cámara climática, descrita anteriormente, montada sobre un banco de ensayos dinámico marca Servosis ME-406/5 de 50kN de capacidad. Todas las probetas se estabilizaron durante 2 h a la temperatura de ensayo.

Los ensayos de dureza Brinell se efectuaron con carga de 250 kg y 5 mm de diámetro de bola, sobre probetas compactas C(T) de 25 mm de espesor. Se empleó un durómetro Hoyton Ltd. 3000-A, realizando cinco medidas de dureza por material y condición.

Para la presentación de los resultados se siguió el criterio de hallar el valor medio en caso de disponer de tres resultados. En caso de disponer de cinco valores se eliminaron los resultados máximo y mínimo, para posteriormente realizar la media de los tres valores restantes.

Para los ensayos de propagación de grieta se emplearon probetas compactas C(T) (62,5 mm \times 60 mm \times 10 mm) según ASTM E1820-01, utilizando una probeta por condición y material. Los ensayos se realizaron a 24 °C y humedad relativa del 60 %. La medición del crecimiento de grieta se realizó mediante procedimientos visuales empleando luz indirecta y la ayuda de marcas de referencia para el posicionado de un microscopio de bolsillo PEAK mod. 2054-40 de 40 aumentos, con una incertidumbre en la medida de 0,05 mm. Los datos obtenidos se trataron empleando la técnica del polinomio incremental, descrita en la norma ASTM E1820-01.

Se empleó un microscopio metalográfico Nikon, modelo Epiphot LE03/18 con óptica UIS, conectado a una cámara digital, para el análisis microscópico.

Las muestras, extraídas de probetas Charpy fracturadas, se embutieron, pulieron y atacaron durante 4 s con una disolución compuesta por 10 cm³ de cloruro férrico (FeCl₃), 25 cm³ de ácido clorhídrico (HCl) y 75 cm³ de etanol (CH₃-CH₂-OH).

El análisis fractográfico se realizó sobre superficies resultantes de fracturas por impacto, en condición bruto de colada, utilizándose un microscopio electrónico de barrido, equipado con una micro-sonda de rayos X, de la marca JEOL, modelo JSM-5900LV de 3,0 nm de

resolución. El equipo estaba dotado de un analizador elemental de microscopía por dispersión de energía, EDS de la marca Oxford Instruments, modelo 7274.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Propiedades mecánicas

El análisis químico de las aleaciones estudiadas se muestra en la tabla I. En la tabla II se presentan los resultados obtenidos para cada aleación y estado, caracterizando la dureza, la tensión de rotura, el límite elástico, el alargamiento, el módulo de elasticidad, el coeficiente de Poisson, la resiliencia y el límite de durabilidad, definido como aquella tensión para la cual las probetas superan 3×10^6 ciclos.

Para valores crecientes de la relación Ni:Fe, la dureza y el módulo de elasticidad aumentan y también lo hace el límite elástico, con alguna excepción. El alargamiento, el coeficiente de Poisson y la resiliencia disminuyen. Sin embargo, la tensión de rotura y el límite de durabilidad, muestran valores óptimos para relaciones Ni:Fe próximas a la unidad, mientras que tanto la ausencia de níquel, como su exceso, (Ni:Fe aprox. 2) los reducen. Los valores más bajos de resiliencia, se presentan también, para la aleación cuya relación Ni:Fe esta próxima a 2.

El aumento de la temperatura del ensayo provoca el aumento de los valores obtenidos para el alargamiento, la resiliencia y el coeficiente de Poisson. Lo contrario ocurre para los valores de tensión de rotura, límite elástico y módulo de elasticidad.

Para todos los materiales, los tratamientos térmicos producen dos efectos comunes que son el aumento de la dureza y la disminución del alargamiento. Los valores de máxima dureza, a la vez que mínimo alargamiento, se producen siempre para el estado de temple. Sin embargo, el estado de temple seguido de revenido proporciona, para todos los materiales, un aumento del límite elástico.

El efecto del estado microestructural en la tensión de rotura y en la resiliencia es muy variable. Para

la aleación CuAl10Fe2-C, los tratamientos térmicos mejoran ligeramente los valores de tensión de rotura, en especial, el tratamiento de temple, mientras que para las aleaciones CuAl10Fe5Ni5-C y CuAl10Fe4Ni8, los valores más elevados de tensión de rotura se obtienen, en general, para el estado bruto de colada.

Los menores valores de resiliencia encontrados corresponden al material CuAl10Fe4Ni8, a continuación, el material CuAl10Fe2-C, ambos en estado de temple seguido de revenido y, por último, la aleación CuAl10Fe5Ni5-C en estado correspondiente a temple.

En cuanto a la influencia de los tratamientos térmicos en el límite de durabilidad, puede establecerse que para la aleación CuAl10Fe4Ni8 se produce una mejora del mismo, mientras que para las aleaciones CuAl10Fe2-C y CuAl10Fe5Ni5-C, los tratamientos térmicos producen una disminución de dicho límite.

En la figura 2 se muestran las curvas S-N (tensión- n° de ciclos) para los cuproaluminios en estado bruto de colada.

Los resultados obtenidos en los ensayos de tenacidad a la fractura K_Q e integral J se muestran en la tabla III. Estos resultados solamente cumplieron el requisito de la norma ASTM E-1820-01 de $P_{max}/P_Q \leq 1,10$, para la aleación CuAl10Fe4Ni8. Sin embargo, ninguno de los valores provisionales K_Q cumplió el requisito de espesor de probeta mayor de $2,5 (K_{IC}/\sigma_{0,2})^2$.

Los valores más elevados de tenacidad a la fractura corresponden al cuproaluminio cuya relación Ni:Fe es próxima a la unidad (CuAl10Fe5Ni5-C).

El efecto del estado microestructural en la tenacidad a fractura es variable. Los valores más elevados para las aleaciones CuAl10Fe2-C y CuAl10Fe4Ni8 se presentan para el estado correspondiente a temple, mientras para la aleación CuAl10Fe5Ni5-C, los valores óptimos corresponden al estado bruto de colada.

La MFLE (Mecánica de la Fractura Lineal Elástica) establece que:

$$K_{IC} = Y \cdot \sigma_C \sqrt{\pi \cdot a_C} \quad (1)$$

Tabla I. Composición química de los bronce al aluminio (en % peso)

Table I. Chemical composition of the aluminium bronzes (wt. %)

Aleación	Al	Fe	Ni	Cu	Ni:Fe
CuAl10Fe2-C	10,10-10,40	2,87-2,91	0,02-0,12	resto	0,01-0,04
CuAl10Fe5Ni5-C	9,29-9,59	3,99-4,05	4,24-4,37	resto	1,06-1,09
CuAl10Fe4Ni8	9,45-9,69	3,87-3,93	7,75-7,92	resto	1,99-2,04

Tabla II. Propiedades mecánicas para diferentes temperaturas y estados*Table II. Mechanical properties for different temperatures and heat treatments*

Aleación	Estado	Tempe- ratura (°C)	Dureza HB	Tensión de Rotura (MPa)	Límite Elástico (MPa)	Alarga- miento A%	Módulo de Elasticidad (MPa)	Coefficiente de Poisson	Resis- tencia (J)	Límite Durabilidad (MPa)
CuAl10Fe2-C (Ni:Fe 0,01-0,04)	Bruto de Colada	-20	—	590	283	23	109550	0,342	38	—
		24	159	586	250	25	103989	0,344	44	65
		100	—	526	235	26	99856	0,353	48	—
	Temple 850 °C +Revenido 600 °C	-20	—	649	340	17	—	—	17	—
		24	176	619	323	17	—	—	17	65
		100	—	554	325	19	—	—	15	—
	Temple desde 850 °C	-20	—	621	333	12	—	—	39	—
		24	212	645	300	16	—	—	43	65
		100	—	596	305	18	—	—	46	—
	Bruto de Colada	-20	—	763	354	18	127015	0,282	36	—
		24	179	735	295	21	109521	0,292	38	110
		100	—	671	282	23	104634	0,313	41	—
CuAl10Fe5Ni5-C (Ni:Fe 1,06-1,09)	Temple 850 °C +Revenido 600 °C	-20	—	759	386	9	—	—	26	—
		24	208	725	354	13	—	—	26	65
		100	—	680	372	16	—	—	30	—
	Temple desde 850 °C	-20	—	732	359	9	—	—	24	—
		24	215	725	324	11	—	—	24	65
		100	—	631	341	14	—	—	24	—
	Bruto de Colada	-20	—	680	380	9	139193	0,279	9	—
		24	212	703	373	11	131040	0,284	11	38
		100	—	639	339	14	127275	0,306	10	—
	Temple 850 °C +Revenido 600 °C	-20	—	706	401	8	—	—	8	—
		24	217	677	371	10	—	—	10	65
		100	—	512	391	13	—	—	10	—
CuAl10Fe4Ni8 (Ni:Fe 1,99-2,04)	Temple desde 850 °C	-20	—	710	330	6	—	—	13	—
		24	222	683	341	9	—	—	13	65
		100	—	512	385	11	—	—	13	—

Para un tamaño de grieta (mínimo detectable) y un esfuerzo igual al límite elástico, una grieta comenzará a propagarse cuando su longitud sea:

$$a_C \geq (K_{IC})^2 / [\gamma^2 \cdot \pi \cdot (\sigma_{0,2})^2] \quad (2)$$

$$a_C \geq C \cdot (K_{IC})^2 / (\sigma_{0,2})^2 \quad (3)$$

La aleación que mejor tolerancia a la grieta presenta es aquella cuya relación $K_{IC}/\sigma_{0,2}$ sea máxima. Para ello K_{IC} podría ser máximo y $\sigma_{0,2}$ podría ser mínimo. Sin embargo, una reducción del límite elástico implica una reducción del esfuerzo admisible, de

modo que tanto K_{IC} como $\sigma_{0,2}$ deben ser máximos. Si la aleación tolera una grieta del mayor tamaño posible a la vez que el esfuerzo admisible es máximo, esa aleación presenta la máxima capacidad de carga^[8].

Representando K_I y $\sigma_{0,2}$ en un diagrama logarítmico, la relación $K_I/\sigma_{0,2} = C$, corresponde a la ecuación de una recta que divide el diagrama en dos partes. Las aleaciones situadas por encima de la recta presentan mayor tolerancia a las grietas que las que se encuentran situadas por debajo de la misma. De esta forma, se han representado los valores de K_Q , obtenidos en este trabajo para las aleaciones de cuproaluminio, frente a valores de K_{IC} publicados, correspondientes a otras aleaciones^[8], como aceros, aluminios y titanios (Fig. 3).

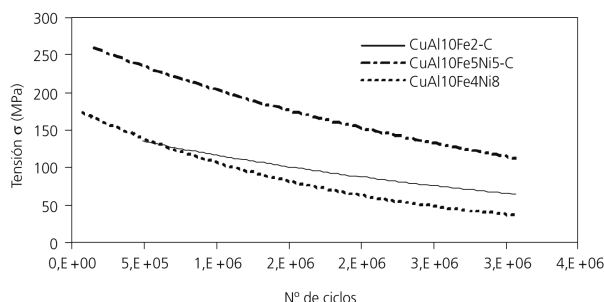


Figura 2. Curvas S-N para las tres aleaciones en estado bruto de colada. Condiciones del ensayo: R = -1, temperatura 24 °C, frecuencia 10 Hz.

Figure 2. S-N results for the three as cast alloys. Test cond.: R = -1, temperature 24 °C, frequency 10 Hz.

Tabla III. Datos de tenacidad a la fractura K_Q e integral J correspondientes a cada aleación y estado

Table III. Fracture toughness K_Q and J integral values for all alloys and heat treatments

Aleación y estado	K_Q MP \sqrt{m}	J N/mm ²
CuAl10Fe2-C (BC)	48,7	97
CuAl10Fe2-C (T)	55,4	133
CuAl10Fe2-C (T+R)	46,0	62
CuAl10Fe5Ni5-C (BC)	57,0	196
CuAl10Fe5Ni5-C (T)	52,4	119
CuAl10Fe5Ni5-C (T+R)	55,6	103
CuAl10Fe4Ni8 (BC)	42,4	30
CuAl10Fe4Ni8 (T)	50,4	72
CuAl10Fe4Ni8 (T+R)	47,4	35

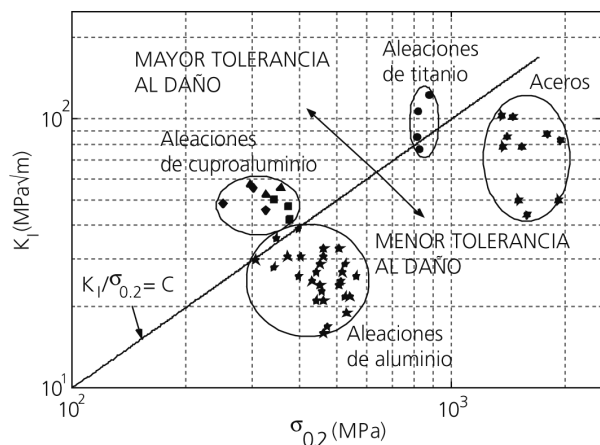


Figura 3. Diagrama de selección de materiales.

Figure 3. Material Selection diagram.

En la tabla IV se presentan los valores obtenidos, para los tres materiales y estados, correspondientes al coeficiente C y al exponente m de la ecuación de Paris.

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad (4)$$

Las aportaciones de níquel, reducen la velocidad de crecimiento de grieta, al disminuir el valor del coeficiente C, siempre que no se supere la relación Ni:Fe ~1. Para relaciones Ni:Fe ~2, el crecimiento de grieta se ve acelerado, reduciéndose así la vida a fatiga del espécimen.

El estado de temple presenta, para los cuproaluminios, la velocidad de crecimiento de grieta más baja, al tiempo que reduce la sensibilidad que tiene esta velocidad a variaciones del factor de intensidad de tensiones (ΔK), como lo ponen de manifiesto los valores hallados del exponente m. El estado correspondiente a temple seguido de revenido reduce la velocidad de propagación de grieta para las aleaciones CuAl10Fe2-C y CuAl10Fe5Ni5-C, pero no lo hace para la CuAl10Fe4Ni8. Esto, difiere de los resultados mostrados en la tabla II para el límite de durabilidad. Estas diferencias se atribuyen a la mayor dispersión estadística de los resultados obtenidos mediante los ensayos de fatiga clásica.

En la figura 4 se presentan las curvas de propagación de grieta para las aleaciones en estado bruto de colada. La grieta se propaga con menor velocidad en la aleación CuAl10Fe5Ni5-C, mientras que en la aleación CuAl10Fe4Ni8 el crecimiento de grieta se produce mucho más rápidamente. Esto coincide con

Tabla IV. Coeficientes C y m dados para ΔK en MPa \sqrt{m} y da/dN en mm/ciclo

Table IV. C and m coefficients given for ΔK in MPa \sqrt{m} and da/dN in mm/cycle

Aleación y estado	C	m
CuAl10Fe2-C (BC)	$9 \cdot 10^{-9}$	3,1
CuAl10Fe2-C (T)	$2 \cdot 10^{-11}$	5,1
CuAl10Fe2-C (T+R)	$1 \cdot 10^{-10}$	4,8
CuAl10Fe5Ni5-C (BC)	$7 \cdot 10^{-10}$	3,9
CuAl10Fe5Ni5-C (T)	$1 \cdot 10^{-11}$	5,0
CuAl10Fe5Ni5-C (T+R)	$6 \cdot 10^{-10}$	4,1
CuAl10Fe4Ni8 (BC)	$2 \cdot 10^{-8}$	3,5
CuAl10Fe4Ni8 (T)	$8 \cdot 10^{-11}$	4,9
CuAl10Fe4Ni8 (T+R)	$6 \cdot 10^{-8}$	3,2

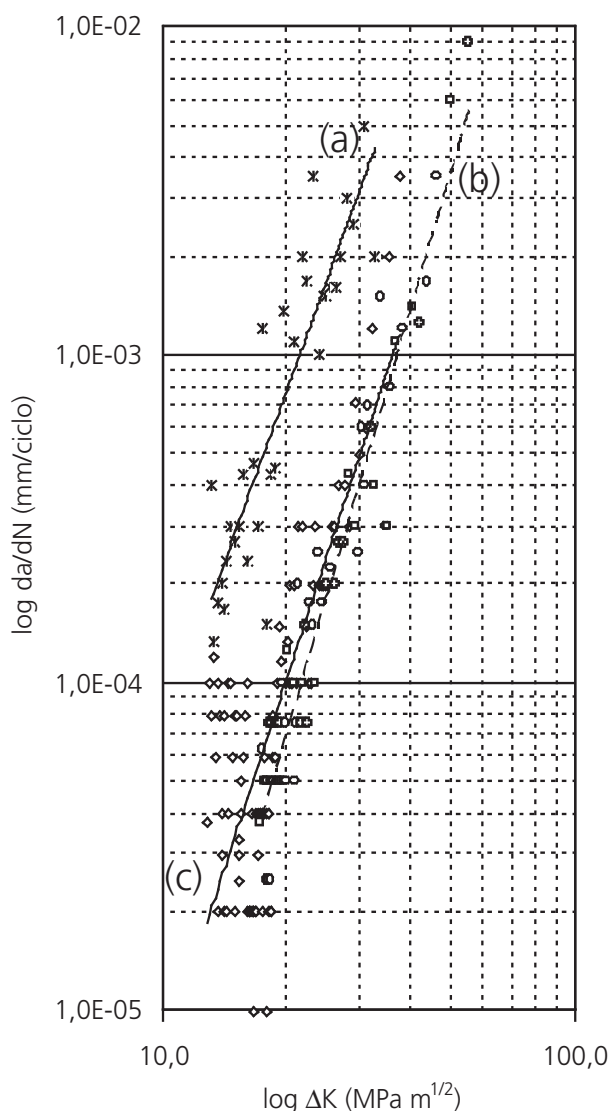


Figura 4. Velocidades de crecimiento de grieta de las aleaciones en estado bruto de colada, condiciones ensayo: $R = 0,1$, temperatura, $24\text{ }^{\circ}\text{C}$, frecuencia 10 Hz . a) CuAl10Fe4Ni8, b) CuAl10Fe5Ni5-C, c) CuAl10Fe2-C.

Figure 4. Fatigue crack growth behaviour of the as cast alloys, test conditions: $R = 0,1$, temperature, $24\text{ }^{\circ}\text{C}$, frequency 10 Hz . a) CuAl10Fe4Ni8, b) CuAl10Fe5Ni5-C, c) CuAl10Fe2-C.

los resultados obtenidos en los ensayos de fatiga, curvas S-N, mostrados en la figura 2.

3.2. Microestructura

Las condiciones de solidificación y enfriamiento, en coquilla metálica, de las aleaciones consideradas, hacen que la solidificación se produzca en condiciones de no equilibrio, dado el reducido espesor de los bloques de partida (50 mm).

La fase β , presente en los diagramas de equilibrio de los cuproaluminios por encima de los $565\text{ }^{\circ}\text{C}$ (Fig. 1), pasa, en el enfriamiento, a una estructura martensítica, tipo Widmanstätten, de coloración oscura o bien, se retiene como una fase de aspecto oscuro o negro y de estructura irresoluble al microscopio. Esta fase β retenida, también denominada β' , es una forma metaestable de α en β , que proporciona buenas características mecánicas a las aleaciones de cuproaluminio^[4].

Para la aleación CuAl10Fe2-C, las fases observadas en la micrografía correspondiente al estado bruto de colada (Fig 5), son fases α y β' . La cantidad de hierro que excede el límite de solubilidad en el cobre ($0,5\text{--}1\%$ en peso) precipita formando una fase κ rica en hierro que adopta una morfología globular (Fig. 6). La aleación presenta valores relativamente elevados de límite elástico, resistencia y dureza, atribuidos a la presencia de la fase martensítica β' .

La aleación CuAl10Fe2-C presenta buenas características de ductilidad y tenacidad debido a que la fase α forma una matriz relativamente continua, con gran capacidad de deformación.

La aleación CuAl10Fe5Ni5-C muestra, en estado bruto de colada (Fig. 7), la presencia de solución sólida fase α , algunas trazas de fase β' irresolubles al microscopio y precipitados de partículas intermetálicas κ con formas que van desde nódulos y rosetas, hasta formas laminares. También, aparecen finos precipitados en el interior de la matriz α , como puede observarse en las figuras 8 y 9.

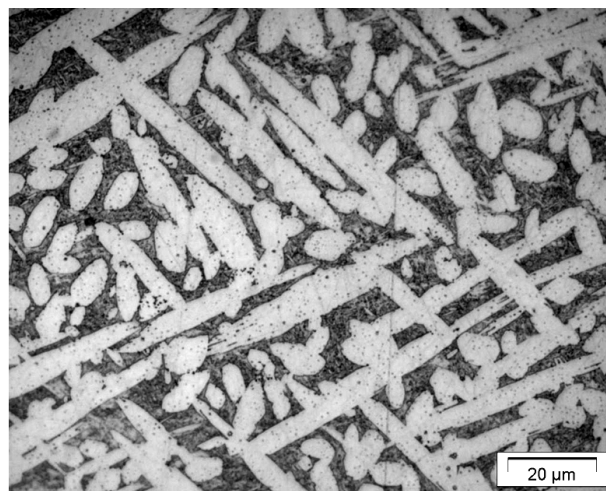


Figura 5. Micrografía de la aleación CuAl10Fe2-C en estado bruto de colada. Zonas claras corresponden a fase α . Zonas oscuras corresponden a fase β' .

Figure 5. Alloy CuAl10Fe2-C as cast. White areas correspond to α phase. Dark areas are β' phase.

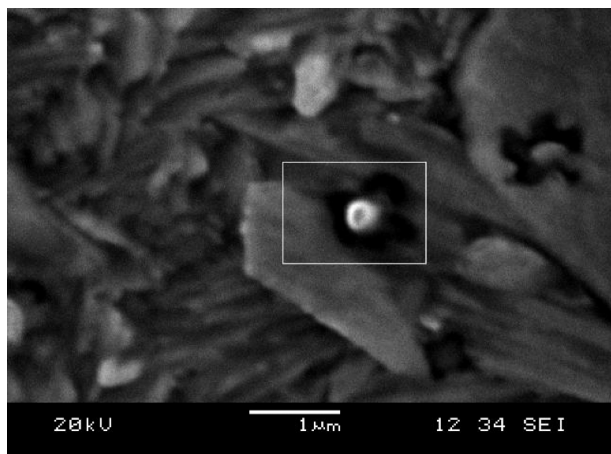


Figura 6. Imagen MEB de la aleación CuAl10Fe2-C en estado bruto de colada. Detalle de un precipitado nodular rico en hierro.

Figure 6. SEM image of as cast alloy CuAl10Fe2-C. Detail showing a nodular iron rich precipitate.

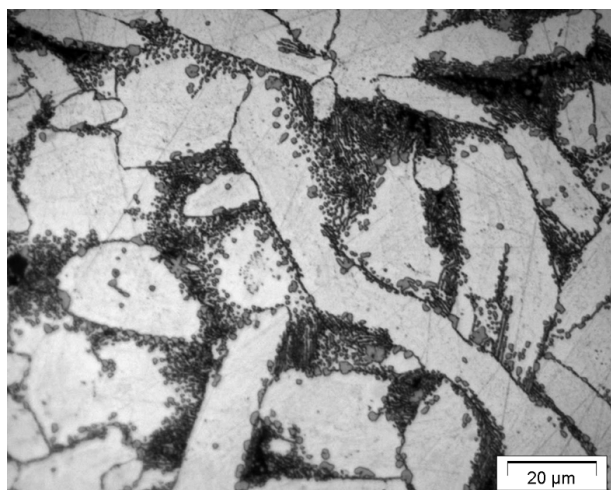


Figura 7. Microestructura de la aleación CuAl10Fe5Ni5-C en estado bruto de colada, mostrando la matriz α, trazas de β' y precipitados de partículas de segunda fase κ.

Figure 7. Microstructure of as cast CuAl10Fe5Ni5-C showing α matrix, traces of β' and forms of κ precipitates.

Los elevados valores de tensión de rotura y tenacidad a la fractura indican que los compuestos intermetálicos, finamente dispersos en la matriz α, producen un endurecimiento por precipitación.

La microestructura de la aleación CuAl10Fe4Ni8 (Fig. 10), correspondiente al estado bruto de colada, muestra la presencia de fase α y redes de compuestos intermetálicos κ. Los compuestos intermetálicos κ, de naturaleza frágil, son los responsables de que los valores de resiliencia sean los más bajos encontrados en el estudio (Fig. 11).

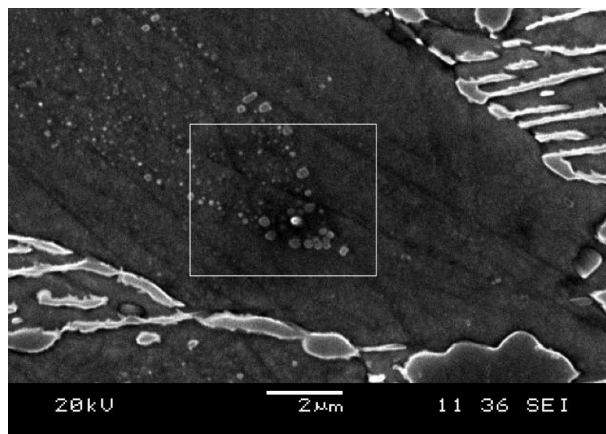


Figura 8. Imagen MEB de la aleación CuAl10Fe5Ni5-C en estado bruto de colada. Finos precipitados κ_{IV} en el interior de un grano α.

Figure 8. SEM image of as cast alloy CuAl10Fe5Ni5-C. Fine precipitates κ_{IV} within α grain.

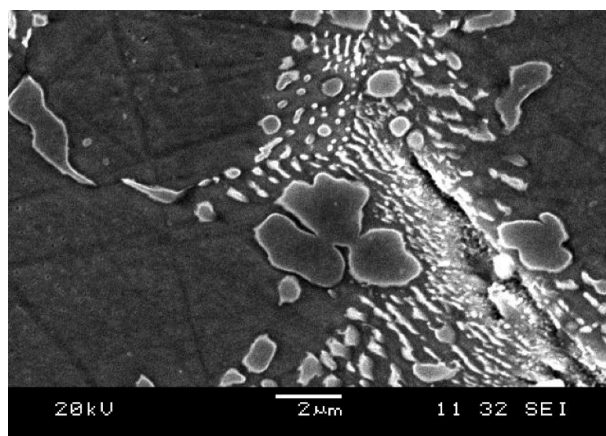


Figura 9. Imagen MEB de la aleación CuAl10Fe5Ni5-C en estado bruto de colada, donde se muestra la matriz α y detalle de precipitados κ_I en forma de roseta ricos en Fe, formas globulares más pequeñas κ_{II} con la misma composición y formas laminares de precipitados κ_{III} ricos en Ni.

Figure 9. SEM image of as cast alloy CuAl10Fe5Ni5-C, showing α matrix and detail of a rosette κ_I Fe rich precipitate, small globular precipitates κ_{II}, of the same compound and lamellar precipitates κ_{III} Ni rich.

La aleación CuAl10Fe2-C, en estado correspondiente a temple, presenta un aumento relativo de la cantidad de fase β' (Fig. 12 b)), que explicaría el aumento observado en los valores de dureza, tensión de rotura y tenacidad a la fractura así como la disminución de los valores de alargamiento y velocidad de crecimiento de grieta. En la microestructura correspondiente a ésta misma aleación en estado de temple seguido de revenido (Fig. 12 c)), se observa que desaparece por completo la fase β'. En su

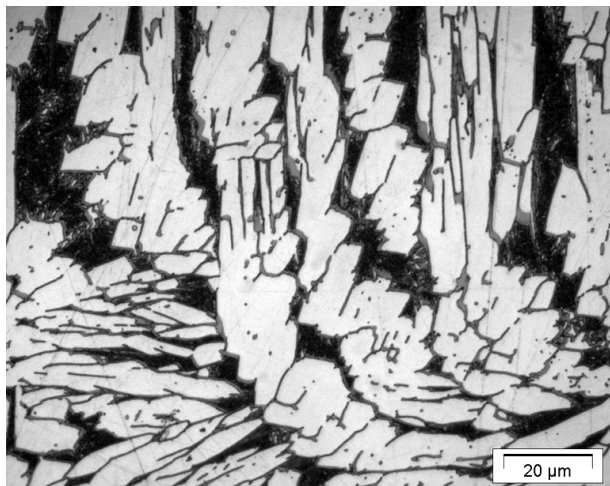


Figura 10. Microestructura de la aleación CuAl10Fe4Ni8 en estado bruto de colada mostrando granos α y redes de compuestos intermetálicos κ ricos en Ni.

Figure 10. Microstructure of the as cast alloy CuAl10Fe4Ni8 showing α grains and networks of inter metallic compounds κ Ni rich.

lugar, se observa la presencia de fase eutectoide, γ_2 , de naturaleza dura y frágil^[4]. El principal efecto causado por la presencia de eutectoide γ_2 es el pronunciado descenso de los valores de resiliencia y de tenacidad a la fractura observados, en relación a la condición bruto de colada. Sin embargo, la presencia de fase γ_2 tiene el efecto de aumentar los valores de dureza y límite elástico a la vez que disminuye el alargamiento.

En el caso de la aleación CuAl10Fe5Ni5-C, en estado correspondiente a temple, se observa un aumento importante de la fracción volumétrica presente de fase β' (Fig. 12 e)), a la vez que desaparece el fino precipitado del interior de los granos α , observado en la condición bruto de colada (Fig. 8). De nuevo, la mayor presencia de fase β' explica el aumento de dureza a la vez que la disminución del alargamiento, de la resiliencia y de la velocidad de crecimiento de grieta. La desaparición del precipitado del interior de los granos α hace que disminuyan también los valores de tenacidad a la fractura. Para el estado correspondiente a temple seguido de revenido, se observa la presencia de mezcla eutectoide α/γ_2 , de precipitados con morfología nodular y de rosetas, y vuelve a detectarse la presencia de precipitados en el interior de los granos α , pero esta vez, en mucha mayor cantidad, a la vez que desaparece por completo la fase β' (Fig. 12 f)). Esta gran presencia de precipitados hace que el valor de la velocidad de crecimiento de grieta sea similar al mostrado para la condición de bruto de colada o ligeramente inferior. La elevada dureza de la mezcla eutectoide es la respon-

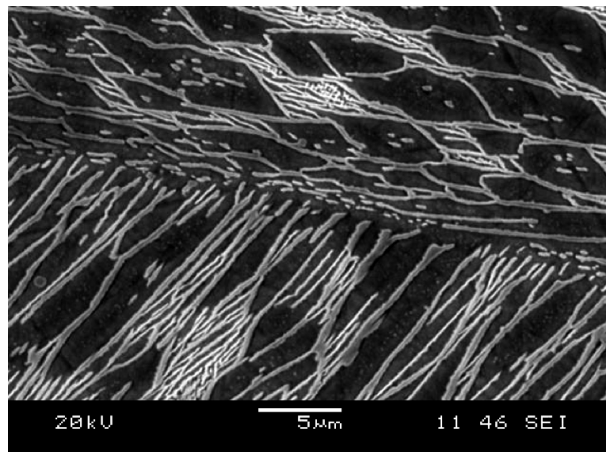


Figura 11. Imagen MEB de la aleación CuAl10Fe4Ni8 en estado bruto de colada donde se muestra el detalle de las formas laminares alternadas de compuestos intermetálicos κ y fase α .

Figure. 11. SEM image of the as cast alloy CuAl10Fe4Ni8 showing the detail of alternating lamellar intermetallic κ compounds and α phase.

sable de que la aleación presente una dureza elevada al tiempo que un bajo alargamiento.

La aleación CuAl10Fe4Ni8 en estado de temple presenta un aumento de los valores de tenacidad a la fractura y una disminución importante de la velocidad de crecimiento de grieta, que puede explicarse por la disminución de los precipitados laminares κ (Fig. 12 h)) con relación al estado bruto de colada (Fig. 12 g)). En la microestructura correspondiente al estado de temple seguido de revenido se observa la práctica desaparición de la fase dúctil α y el aumento de las redes de compuestos intermetálicos κ (Fig. 12 i)). Puede establecerse que el efecto del tratamiento de temple seguido de revenido es el de fragilizar la aleación, puesto que se observa que aumenta la dureza, el límite elástico y la velocidad de crecimiento de grieta a la vez que disminuye el alargamiento, con relación al estado bruto de colada.

3.3. Fractografía

La aleación CuAl10Fe2-C (Fig. 13) presenta una superficie de fractura dúctil, con copas de deformación y con formación y coalescencia de microhuecos. Se observan algunos precipitados en el interior de los alvéolos cuyo espectro de composición química muestra su riqueza en hierro (Fig. 14).

La aleación CuAl10Fe5Ni5-C (Fig. 15) muestra una superficie de fractura en la que también aparecen gran cantidad de microhuecos y precipitados,

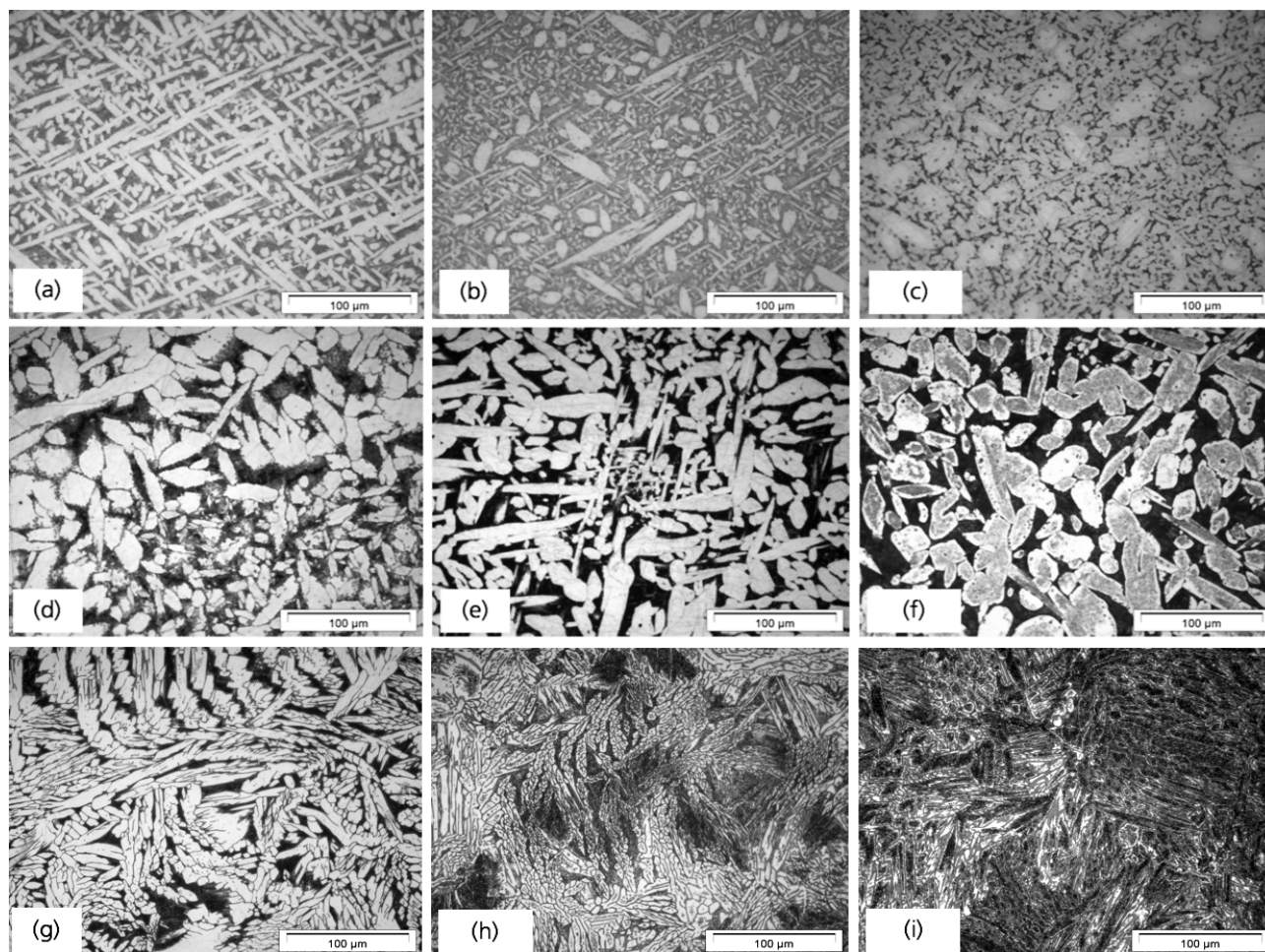


Figura 12. Microestructuras de las aleaciones CuAl10Fe2-C (a,b,c), CuAl10Fe5Ni5-C (d,e,f) y CuAl10Fe4Ni8 (g,h,i) para los estados correspondientes a bruto de colada (a, d, g), temple (b,e,h) y temple seguido de revenido (c, f, i).

Figure 12. Microstructures of alloys CuAl10Fe2-C (a,b,c), CuAl10Fe5Ni5.C (d,e,f) and CuAl10Fe4Ni8 (g,h,i) for as cast (a, d, g), quenched (b,e,h) and quenched and tempered structures (c, f, i).

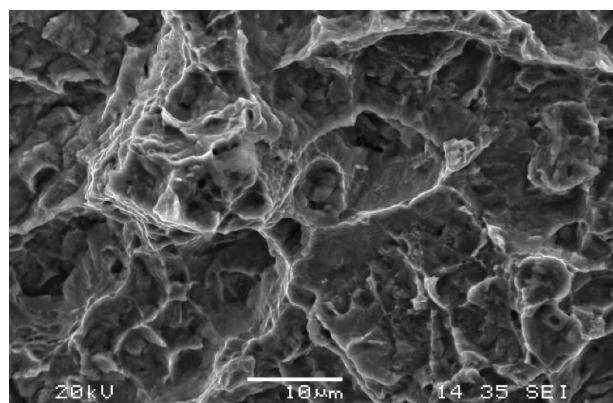


Figura 13. Fractografía MEB de la aleación CuAl10Fe2-C en estado bruto de colada que muestra una fractura dúctil. Se observa un precipitado en el centro de la imagen que es analizado con la microsonda de rayos X.

Figure 13. SEM fractograph of the as cast alloy CuAl10Fe2-C, which shows ductile fracture. A precipitate, analysed by X-ray micro probe, is seen at the center of the image.

cuya composición química responde a compuestos de hierro y níquel (Fig. 16). Se trata, como en el caso anterior, de una fractura dúctil.

La fractografía de la aleación CuAl10Fe4Ni8 (Fig. 17) muestra una fractura transgranular frágil. Se trata de una fractura más plana, con ausencia total de microhuecos de deformación. No se observan partículas aisladas sino planos de rotura por descohesión.

4. CONCLUSIONES

El estudio aporta datos experimentales de propiedades mecánicas de tres aleaciones de cuproaluminios complejos, a varias temperaturas y en tres estados: bruto de colada, temple y temple seguido de revenido. Dos de las aleaciones son comerciales, mientras que en la tercera se ha aumentado la proporción relativa de Ni:Fe.

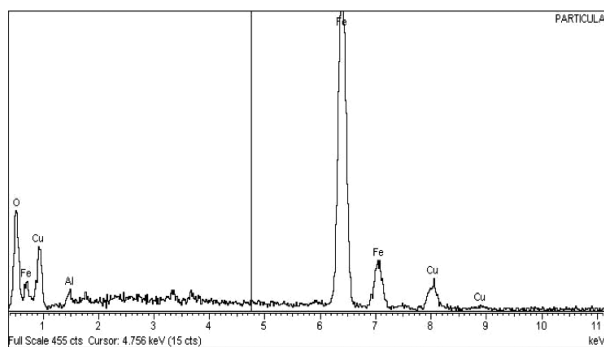


Figura 14. Espectro de composición química del precipitado mostrado en la figura 13, de la aleación CuAl10Fe2-C (13,7 % Al, 17,2 % Fe, 69,1 % Cu).

Figure 14. Chemical composition spectre of a precipitate seen at figure 13, in as cast alloy CuAl10Fe2-C (13.7 % Al, 17.2 % Fe, 69.1 % Cu).

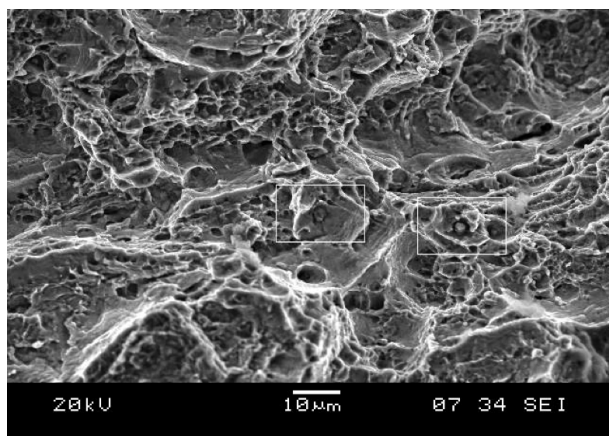


Figura 15. Fractografía MEB de la aleación CuAl10Fe5Ni5-C que evidencia predominio de fractura dúctil. Se observan dos precipitados recuadrados que son analizados con micro sonda de rayos X.

Figure 15. SEM fractography of as cast alloy CuAl10Fe5Ni5-C which shows mainly ductile fracture. The two marked precipitates are analysed by the X ray micro probe.

Los bronce al aluminio con concentraciones nominales de 10 y 3 % (% en peso) de aluminio y hierro, respectivamente, presentan unas buenas características mecánicas. Los valores de resistencia y dureza son moderadamente elevados mientras que también presentan una elevada ductilidad y tenacidad. Esta elevada capacidad de deformación puede explicarse por una mayor fracción volumétrica de fase α que de otros constituyentes de la aleación y por la relativa continuidad de la matriz α . La cantidad de hierro que excede el límite de solubilidad en el cobre precipita, formando una fase κ , rica en hierro, que adopta una morfología globular.

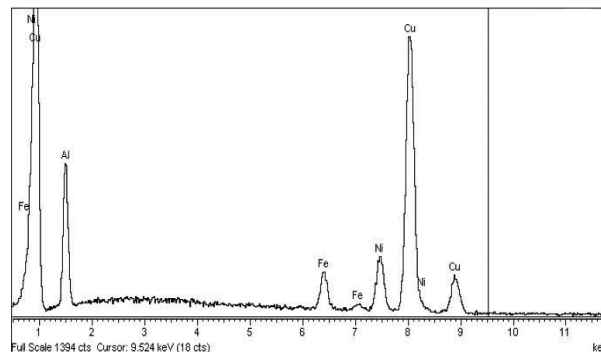


Figura 16. Espectro de composición química de los precipitados mostrados en la figura 15, de la aleación CuAl10Fe5Ni5-C (2,7 % Al, 36,5 % Fe, 12,9 % Ni, 47,9 % Cu).

Figure 16. Chemical composition spectre of the marked precipitates seen at figure 15, in as cast alloy CuAl10Fe5Ni5-C (2.7 % Al, 36.5 % Fe, 12.9 % Ni, 47.9 % Cu).

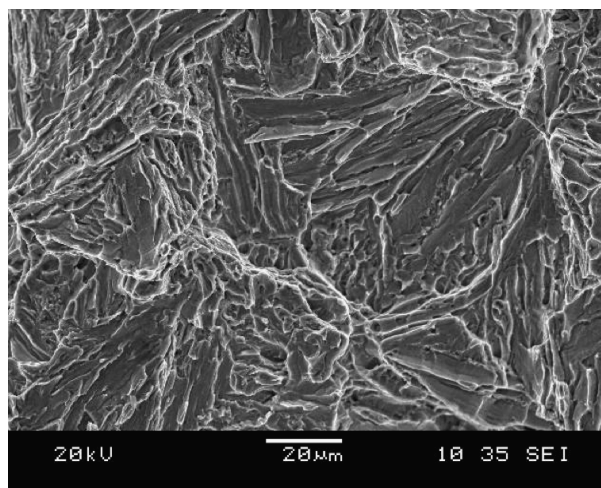


Figura 17. Fractografía MEB de la aleación CuAl10Fe4Ni8 donde se observa fractura frágil.

Figure 17. SEM fractography of the alloy CuAl10Fe4Ni8 which shows cleavage.

La adición de níquel ocasiona la aparición del microconstituyente κ , que, dependiendo de la concentración relativa de Ni:Fe adopta diferentes morfologías y composiciones químicas. Para concentraciones de níquel similares a las concentraciones de hierro, se producen precipitados con forma nodular o de roseatas, además de finos precipitados de compuestos intermetálicos, finamente dispersos en la matriz original o fase α . De este modo, adiciones de níquel, similares en concentración a la cantidad de hierro presente en la aleación, producen un endurecimiento por precipitación que mejora los valores de límite elástico, módulo de elasticidad, dureza, tensión de rotura, resistencia a fatiga y tenacidad a fractura.

En caso de que el contenido de níquel exceda el contenido de hierro de la aleación, ésta aumenta su fragilidad, debido a que los compuestos intermetálicos ricos en hierro, con formas globulares, son reemplazados por partículas de segunda fase, enriquecidas en níquel, que forman una red continua que envuelve a los granos de solución sólida, α . Es decir, se pasa de una situación en la que predominan los precipitados y partículas discretas, para bajos contenidos de níquel, a una situación en la que predominan las redes de compuestos intermetálicos que pueden favorecer el crecimiento y propagación las grietas intergranulares. De este modo, se produce un empeoramiento de los valores de tensión de rotura, resistencia a fatiga y tenacidad a fractura, a la vez que mejoran los valores de límite elástico, módulo de elasticidad y dureza.

Los tratamientos térmicos de temple desde 850 °C y temple desde 850 °C seguido de revenido hasta 600 °C mejoran la dureza de los cuproaluminios analizados a través de dos mecanismos diferentes. Por un lado, el tratamiento de temple produce un aumento de la fracción volumétrica de fase β' y, por otro, el tratamiento de temple seguido de revenido hace desaparecer esta fase β' inestable, siendo reemplazada por fase eutéctica γ_2 , dura y frágil.

El tratamiento de temple tiene el efecto de maximizar la dureza y minimizar la velocidad de crecimiento de grieta debido al aumento relativo de fase β' . También produce una mejora en los valores de tenacidad a fractura de los cuproaluminios, exceptuando la aleación CuAl10Fe5Ni5-C, en la que el tratamiento térmico de temple no permite la presencia del fino precipitado de compuestos intermetálicos, que aparece dentro de los granos α , en la condición bruto de colada.

En aleaciones con relación Ni:Fe 0~1, el tratamiento de temple seguido de revenido produce un aumento de dureza y límite elástico y una disminución en los

valores de tenacidad a fractura y velocidad de crecimiento de grieta, debido a la presencia de fase eutéctica, γ_2 . En aleaciones con relación Ni:Fe ~2 se produce un aumento de dureza y del límite elástico, debido al aumento de compuestos intermetálicos de carácter frágil. La velocidad de crecimiento de grieta aumenta puesto que la grieta progresa con facilidad siguiendo las redes de los compuestos intermetálicos, κ . También, se produce un aumento de la tenacidad a la fractura, ocasionado por el gran aumento de precipitados de partículas de segunda fase dentro de los granos α .

REFERENCIAS

- [1] V. CALLCUT, *Metallurgy of copper and copper alloys, aluminium bronze, Part 1, The copper page innovations*, The Copper Development Association Inc., Estados Unidos (2002) pp. 3-6.
- [2] C.M. FRIEND, *Scr. Metall.* 23 (1989) 1.817-1.820.
- [3] W.S. LI, Z.P. WANG, Y. LU, Y.H. JIN, L.H. YUAN Y F. WANG, *Wear* 261 (2006) 155-163.
- [4] M. KAPLAN Y A.K. YILDIZ, *Mater. Lett.* 57 (2003) 4.402-4.411.
- [5] A. AL-HASHEM Y W. RIAD, *Mater. Carácter.* 48 (2002) 37-41.
- [6] M. EDDAHBI Y O.A. RUANO, *Rev. Metal. Madrid* 41 (2005) 251-257.
- [7] A. MONSALVE Y R. MORALES, *Rev. Metal. Madrid* 40 (2004) 431-435.
- [8] J.L. GONZALEZ, *Mecánica de Fractura*, Ed. Limusa, Mexico, (2004) pp. 120-144.
- [9] E. VAN DER HEIDE, E.D. STAM, H. GIRAUD, G. LOVATO, N. AKDUT, F. CLARYSSE, P. CAENEN E I. HEIKILLÄ, *Wear* 261 (2006) 68-73.